

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 10Х3Г3МФ В ХОДЕ КОМПЛЕКСНОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Балахнин А.Н., Панов Д.О.

Руководитель – профессор, д.т.н. Симонов Ю.Н.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия,
mto@pstu.ru

Использование методов интенсивного термического воздействия, в частности термоциклической обработки (ТЦО), является целесообразным с точки зрения диспергирования структуры системнолегированных низкоуглеродистых мартенситных сталей и повышения уровня их механических свойств. Наибольшее диспергирование структуры методами ТЦО достигается при наличии в исходном состоянии высокой плотности дефектов кристаллического строения. В данной работе в качестве способа измельчения структуры низкоуглеродистой системнолегированной стали 10Х3Г3МФ предложена технология комплексной деформационно-термической обработки, включающей в себя холодную пластическую деформацию (ХПД) методом радиальной ковки (РК) предварительно закаленной стали и последующую за этим термоциклическую обработку.

Исследование тонкой структуры стали 10Х3Г3МФ методами просвечивающей электронной микроскопии показало, что в исходно закаленном состоянии в стали наблюдается пакетно-речное строение мартенсита с высокой плотностью однородно распределенных дислокаций (рис. 1, а).

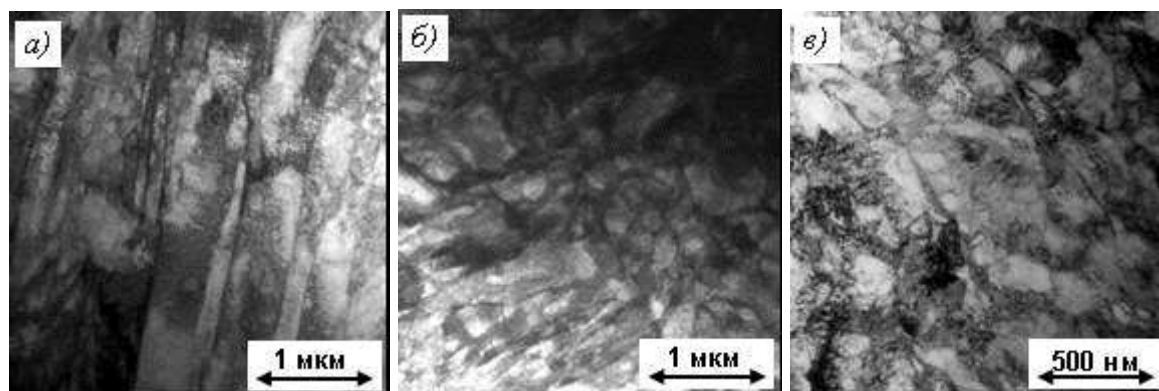


Рис. 1. Тонкая структура стали 10Х3Г3МФ в исходно закаленном с температур горячейковки состоянии (а), после ХПД методом РК со степенями 20% (б) и 60% (в) деформации

При ХПД методом РК (рис. 1, б, в) происходит фрагментация реек мартенсита в результате формирования внутри них дислокационных

границ и, как следствие, образования дислокационных ячеек. Увеличение степени деформации с 20 до 60% приводит к уменьшению среднего поперечного размера реек и ячеек в плоскости фольги с 260 до 195 нм и с 215 до 160 нм, соответственно. При исследовании тонкой структуры образцов стали 10Х3ГЗМФ, подвергнутых ХПД 60% методом РК, были обнаружены области с низкой плотностью дислокаций и высокоугловой границей, по-видимому, являющиеся зародышами динамической рекристаллизации, что служит признаком протекания мегапластической деформации.

Нагрев при ТЦО холоднодеформированных образцов стали 10Х3ГЗМФ проводился со скоростью 80 – 90 °С/с в расплаве 55%_{масс} NaCl + 45%_{масс} KCl, продолжительность быстрой аустенитизации 35 с, охлаждение в воде. Варьировались температура нагрева при ТЦО (900 и 1000 °С) и количество циклов "нагрев-охлаждение" (от 1 до 7).

Результаты металлографических исследований процесса структурообразования при ТЦО холоднодеформированной методом РК до степени деформации 60% стали 10Х3ГЗМФ показали (рис. 2), что при циклировании на 900 °С после первого цикла средний размер зерна аустенита с 12 мкм уменьшается до 1 мкм, второй и третий цикл приводят к увеличению среднего размера до 3-4 мкм, после чего размер зерна стабилизируется, т.е. не изменяется при дальнейшем увеличении числа циклов. Циклирование на 1000 °С так же вызывает измельчение зерна аустенита до 5 мкм только на первом цикле и дальнейшее увеличение числа циклов не оказывает влияния на его размер. Такая динамика обусловлена более интенсивным протеканием процессов собирательной рекристаллизации при 1000 °С, по сравнению с 900 °С, что приводит к получению зерна большего размера и более раннему выходу на режим воспроизводства структурного состояния.

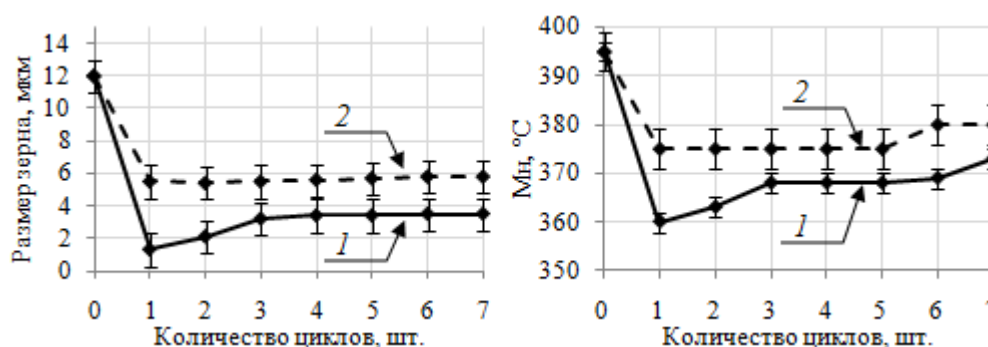


Рис.2. Зависимость среднего размера аустенитного зерна и положения температуры начала мартенситного превращения M_n от количества циклов ТЦО стали 10Х3ГЗМФ после ХПД 60% методом РК: 1 – ТЦО на 900 °С; 2 – 1000 ТЦО на 1000 °С.

Примечание: 0 циклов – исходно закаленное состояние

Дилатометрические исследования стали 10Х3ГЗМФ после ХПД 60% методом РК, проведенные с помощью закалочного дилатометра "Linseis

L78" (скорость нагрева 90 °С/с, охлаждения – 50 °С/с), показали, что положение температуры начала мартенситного превращения (M_n) качественно повторяет динамику изменения размера аустенитного зерна (рис.2), что позволяет утверждать, что в данной стали не происходит расслоения твердого раствора по химическому составу.

Электронномикроскопические исследования (рис. 3) тонкой структуры стали 10Х3Г3МФ, после ХПД 60% методом РК подвергнутой однократному скоростному нагреву на 900 °С, выявили области сферической формы – по-видимому, области бывших аустенитных зерен, внутри которых в результате мартенситного превращения произошла реечная фрагментация. При этом средний поперечный размер рейки мартенсита в плоскости фольги равен 95 нм, а средний размер областей, в рамках которых расположены рейки, соответствует среднему размеру аустенитных зерен, определенному методом металлографического анализа.

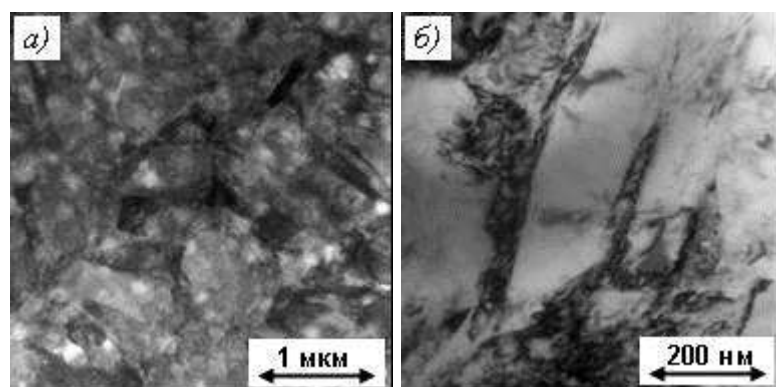


Рис. 3. Пакетная (а) и реечная (б) структура стали 10Х3Г3МФ после деформационно-термоциклической обработки на 900 °С, 1 цикл

Результаты исследования характеристик механических свойств стали 10Х3Г3МФ после деформационного и интенсивного термического воздействия приведены в таблице.

Режим обработки стали 10Х3Г3МФ	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
Исходно закаленное состояние	940	1290	16	63
РК 60 %	1790	1790	7	53
РК 60 % + однократный нагрев 900°С	1360	1420	13	69
РК 60 % + однократный нагрев 1000°С	1100	1310	14	69

Как показал анализ механических свойств стали 10Х3Г3МФ, ХПД методом РК со степенью 60 % привела к увеличению предела прочности σ_b исходно закаленной стали на 40 %, однако при этом наблюдается снижение относительного удлинения δ более чем в два раза и относительного сужения ψ на 16 %.

После однократного нагрева на 1000 °С характеристики прочности исходно деформированной стали 10Х3Г3МФ выше, а характеристики пластичности находятся на уровне значений, полученных после нагрева на 900 °С.